

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2002-356730

(43)Date of publication of application : 13.12.2002

(51)Int.Cl. C22C 21/02
C22C 21/06
C22F 1/05
// C22F 1/00

(21)Application number : 2002-063118

(71)Applicant : SUMITOMO LIGHT METAL IND LTD

(22)Date of filing : 08.03.2002

(72)Inventor : UCHIDA HIDETOSHI
ASANO MINEO
KOSEKI YOSHIKAZU
FURUYAMA TSUTOMU

(30)Priority

Priority number : 2001091979
2001091980Priority date : 28.03.2001
28.03.2001Priority country : JP
JP

(54) ALUMINUM ALLOY SHEET EXCELLENT IN FORMABILITY AND HARDENABILITY DURING BAKING OF COATING AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide an aluminum alloy sheet which has excellent formability, excellent hardenability during baking of coating, excellent shape fixability and resistance to denting, and further has excellent corrosion resistance.

SOLUTION: The aluminum alloy sheet consists of an aluminum alloy having a composition containing 0.5 to 1.5% Si and 0.2 to 1.0% Mg, and the balance Al with impurities, or an aluminum alloy further containing 0.1 to 0.3% Zn or one or more kinds selected from $\leq 1/0\%$ Cu, $\leq 0.3\%$ Mn, $\leq 0.3\%$ Cr, $\leq 0.2\%$ V and $\leq 0.15\%$ Zr. The alloy sheet has a critical bend radius of 0.5 mm or less at 180° bending after 10% tensile deformation even when its proof stress exceeds 140 MPa by aging at room temperature after solution treatment and quenching. The aluminum alloy sheet is produced by subjecting an ingot to homogenization treatment, thereafter subjecting it hot rolling thereto, further subjecting the steel sheet to cold rolling, and subsequently subjecting the steel sheet to solution treatment and quenching at $\geq 500^\circ$ C.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 17.12.2004

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2002-356730

(P2002-356730A)

(43) 公開日 平成14年12月13日 (2002. 12. 13)

(51) Int.Cl.	識別記号	F I	キーワード (参考)
C 2 2 C 21/02		C 2 2 C 21/02	
21/06		21/06	
C 2 2 F 1/05		C 2 2 F 1/05	
// C 2 2 F 1/00	6 0 1	1/00	6 0 1
	6 2 3		6 2 3
審査請求 未請求 請求項の数10 O L (全 13 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願2002-63118(P2002-63118)

(22) 出願日 平成14年3月8日 (2002. 3. 8)

(31) 優先権主張番号 特願2001-91979(P2001-91979)

(32) 優先日 平成13年3月28日 (2001. 3. 28)

(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(31) 優先権主張番号 特願2001-91980(P2001-91980)

(32) 優先日 平成13年3月28日 (2001. 3. 28)

(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(71) 出願人 000002277

住友軽金属工業株式会社

東京都港区新橋5丁目11番3号

(72) 発明者 内田 秀俊

東京都港区新橋5丁目11番3号 住友軽金属工業株式会社内

(72) 発明者 浅野 峰生

東京都港区新橋5丁目11番3号 住友軽金属工業株式会社内

(74) 代理人 100071663

弁理士 福田 保夫 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 成形性および塗装焼付硬化性に優れたアルミニウム合金板およびその製造方法

(57) 【要約】 (修正有)

【課題】優れた成形性をそなえ、形状凍結性と耐デント性とを両立させる優れた塗装焼付硬化性を有し、さらに耐食性にも優れたアルミニウム合金板を提供する。

【解決手段】 Si: 0. 5~1. 5%, Mg: 0. 2~1. 0%を含有し、残部Alおよび不純物からなるアルミニウム合金、さらにZn: 0. 1~0. 3%、またはCu: 1. 0%以下、Mn: 0. 3%以下、Cr: 0. 3%以下、V: 0. 2%以下、Zr: 0. 15以下のうちの1種以上を含有するアルミニウム合金であって、溶体化処理、焼入れ後、室温時効により耐力が140MPaを越えた場合においても、10%引張変形後の180°曲げ加工における限界曲げ半径が0. 5mm以下の特性を有する。鋳塊を均質化処理後、熱間圧延を行い、さらに冷間圧延した後、500℃以上の温度で溶体化処理、焼入れを行うことにより製造される。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 Si: 0.5~1.5% (質量%、以下同じ)、Mg: 0.2~1.0%を含有し、残部Alおよび不純物からなるアルミニウム合金板であって、溶体化処理、焼入れ後の室温時効により耐力が140MPaを越えた場合においても、10%引張変形後の180°曲げ加工における内側限界曲げ半径が0.5mm以下であることを特徴とする成形性および塗装焼付硬化性に優れたアルミニウム合金板。

【請求項2】 Si: 0.5~1.5%、Mg: 0.2~1.0%を含有し、残部Alおよび不純物からなるアルミニウム合金板であって、溶体化処理、焼入れ後において、Mg-Si系化合物の最大径が10μm以下、2~10μm径の化合物の数が1000個/mm²以下であり、室温時効により耐力が140MPaを越えた場合においても、10%引張変形後の180°曲げ加工における内側限界曲げ半径が0.5mm以下であることを特徴とする成形性および塗装焼付硬化性に優れたアルミニウム合金板。

【請求項3】 前記アルミニウム合金板が、さらにZn: 0.1~0.3%を含有することを特徴とする請求項1または2記載の成形性および塗装焼付硬化性に優れたアルミニウム合金板。

【請求項4】 Si: 0.8~1.2%、Mg: 0.4~0.7%、Zn: 0.1~0.3%を含有し、残部Alおよび不純物からなるアルミニウム合金板であって、溶体化処理、焼入れ後において、Mg-Si系化合物の最大径が10μm以下、2~10μm径の化合物の数が1000個/mm²以下であり、室温時効により耐力が140MPaを越えた場合においても、10%引張変形後の180°曲げ加工における内側限界曲げ半径が0.2mm以下であることを特徴とする成形性および塗装焼付硬化性に優れたアルミニウム合金板。

【請求項5】 前記アルミニウム合金板が、さらにCu: 1.0%以下(0%を含まず、以下同じ)を含有することを特徴とする請求項1~4のいずれかに記載の成形性および塗装焼付硬化性に優れたアルミニウム合金板。

【請求項6】 前記アルミニウム合金板が、さらにMn: 0.3%以下、Cr: 0.3%以下、V: 0.2%以下、Zr: 0.15%以下のうちの1種以上を含有することを特徴とする請求項1~5のいずれかに記載の成形性および塗装焼付硬化性に優れたアルミニウム合金板。

【請求項7】 前記アルミニウム合金板が、さらにTi: 0.1%以下、B: 50ppm以下のうちの少なくとも1種を含有することを特徴とする請求項1~6のいずれかに記載の成形性および塗装焼付硬化性に優れたアルミニウム合金板。

【請求項8】 請求項1~7のいずれかに記載のアルミ

ニウム合金板の製造方法であって、請求項1~7のいずれかに記載の組成を有するアルミニウム合金の鋳塊を、450℃以上の温度で均質化処理後、100℃/h以上の冷却速度で350~500℃の温度範囲の所定の温度まで冷却し、該所定の温度で圧延を開始する熱間圧延を行い、さらに冷間圧延した後、500℃以上の温度で溶体化処理、焼入れを行うことを特徴とする成形性および塗装焼付硬化性に優れたアルミニウム合金板の製造方法。

【請求項9】 請求項1~7のいずれかに記載のアルミニウム合金板の製造方法であって、請求項1~7のいずれかに記載の組成を有するアルミニウム合金の鋳塊を、450℃以上の温度で均質化処理後、常温~350℃未満の温度まで冷却し、該冷却において350℃までを100℃/h以上の冷却速度で冷却し、ついで350~500℃の温度に再加熱して圧延を開始する熱間圧延を行い、さらに冷間圧延した後、500℃以上の温度で溶体化処理、焼入れを行うことを特徴とする成形性および塗装焼付硬化性に優れたアルミニウム合金板の製造方法。

【請求項10】 前記溶体化処理後、120℃までを5℃/s以上の冷却速度で冷却する焼入れを行い、焼入れ後60分以内に、40~120℃の温度で50h以内の熱処理を行うことを特徴とする請求項8または9記載の成形性および塗装焼付硬化性に優れたアルミニウム合金板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、成形性および塗装焼付硬化性に優れ、輸送機器部材とくに自動車用外板として好適なアルミニウム合金板、およびその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】自動車用外板としては、1)成形性、2)形状凍結性(プレス加工時にプレス型の形状が正確に出るという特性)、3)耐デント性、4)耐食性、5)製品面質などが要求され、従来、自動車用外板として、5000系アルミニウム合金や6000系アルミニウム合金が適用されてきたが、塗装焼付硬化性に優れ、高強度が得られるため、さらに薄肉化、軽量化が期待できる6000系アルミニウム合金が注目され、種々の改良が行われている。

【0003】自動車用外板として要求される前記の特性のうち、形状凍結性は材料の耐力が小さいほど良好となるのに対して、耐デント性は耐力が大きいくほど良好となり、耐力に関して両者は相反するが、6000系アルミニウム合金においては、形状凍結性に優れた耐力の低い段階でプレス加工を行い、その後塗装焼付け工程で硬化させて耐力を高め、耐デント性を向上させるという手法によりこの相反する問題を解決している(特開平5-247610号公報、特開平5-279822号公報、特

開平 6-17208 号公報など)。

【0004】成形加工後の製品面質については、6000 系アルミニウム合金においても、肌荒れやリジグマーク（塑性加工によって圧延方向に生じる長い筋状欠陥）などの発生が経験されている。製品面質欠陥については、合金成分の調整や製造条件の管理により解決が図られており、例えば、リジグマークの抑制のために、500℃以上の温度で均質化处理した後、450～350℃まで冷却し、この温度域で熱間圧延を開始することにより粗大析出物の生成を防止することが提案されている（特開平 7-228956 号公報）が、500℃以上の均質化处理温度から 450℃の熱間圧延温度に冷却する場合の冷却速度が遅くなると、Mg-Si 系化合物の凝集化が生じ、そのためその後の工程において高温、長時間の溶体化処理が必要となり、製造上能率を低下させるという問題がある。

【0005】成形性については、自動車用外板のアウトパネル用材料はインナーパネル用材料とアSEMBLする場合、曲げ中心半径 (R) と板厚 (t) との比 (R/t) が小さく加工条件の厳しい 180° 曲げ加工（フラットヘム加工）が行われるが、6000 系アルミニウム合金は、5000 系アルミニウム合金に比べて曲げ加工性が劣り、プレス加工度が大きい部位ではフラットヘム加工性に問題が生じていた。

【0006】良好なプレス成形性およびヘム加工性を達成するために、Mn: 0.01～0.30% を含み、Fe を 0.30% 以下に規制した 6000 系アルミニウム合金材において、溶体化処理後の Al-Fe 系化合物および Mg: Si 晶出物の平均径、平均間隔、さらに Al-Mn 系などの分散粒子の平均径と数密度を規定することが提案されている（特開 2000-14429 号公報）。この手法によりかなりの成形性の改善が得られるが、発明者らは、6000 系アルミニウム合金材の成形性とくに曲げ加工性をさらに改善するための手法について検討を行った結果、6000 系合金において、さらに優れた曲げ加工性を得るためには、とくに鋳塊の均質化处理後の冷却速度の制御が重要であることを見出し、この処理によって、溶体化処理、焼入れ後、Mg-Si 系化合物の好ましい析出状態が得られ、曲げ加工性が向上することを知見した。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、6000 系アルミニウム合金を自動車用外板として適用する場合における上記従来の問題を解消するために、上記の知見をベースとし、成形性、成形加工後の製品面質、形状凍結性と耐デント性など、自動車用外板として要求される特性と合金組成、製造条件との関連について、さらに試験、検討を加えた結果としてなされたものであり、その目的は、フラットヘム加工が可能な優れた成形性をそなえ、成形後に肌荒れやリジグマークを生じることがな

く、形状凍結性と耐デント性の問題を解決し得る優れた塗装焼付硬化性を有し、さらに耐食性とくに耐糸錆性にも優れたアルミニウム合金板およびその製造方法を提供することにある。

【0008】

【課題を解決するための手段】上記の目的を達成するための本発明の請求項 1 による成形性および塗装焼付硬化性に優れたアルミニウム合金板は、Si: 0.5～1.5%, Mg: 0.2～1.0% を含有し、残部 Al および不純物からなるアルミニウム合金板であって、溶体化処理、焼入れ後の室温時効により耐力が 140 MPa を越えた場合においても、10% 引張変形後の 180° 曲げ加工における内側限界曲げ半径が 0.5 mm 以下であることを特徴とする。

【0009】請求項 2 による成形性および塗装焼付硬化性に優れたアルミニウム合金板は、Si: 0.5～1.5%, Mg: 0.2～1.0% を含有し、残部 Al および不純物からなるアルミニウム合金板であって、溶体化処理、焼入れ後において、Mg-Si 系化合物の最大径が 10 μm 以下、2～10 μm 径の化合物の数が 1000 個/mm² 以下であり、室温時効により耐力が 140 MPa を越えた場合においても、10% 引張変形後の 180° 曲げ加工における内側限界曲げ半径が 0.5 mm 以下であることを特徴とする。

【0010】請求項 3 による成形性および塗装焼付硬化性に優れたアルミニウム合金板は、請求項 1 または 2 において、アルミニウム合金板が、さらに Zn: 0.1～0.3% 以下を含有することを特徴とする。

【0011】請求項 4 による成形性および塗装焼付硬化性に優れたアルミニウム合金板は、Si: 0.8～1.2%, Mg: 0.4～0.7%, Zn: 0.1～0.3% を含有し、残部 Al および不純物からなるアルミニウム合金板であって、溶体化処理、焼入れ後において、Mg-Si 系化合物の最大径が 10 μm 以下、2～10 μm 径の化合物の数が 1000 個/mm² 以下であり、室温時効により耐力が 140 MPa を越えた場合においても、10% 引張変形後の 180° 曲げ加工における内側限界曲げ半径が 0.2 mm 以下であることを特徴とする。

【0012】請求項 5 による成形性および塗装焼付硬化性に優れたアルミニウム合金板は、請求項 1～4 のいずれかにおいて、アルミニウム合金板が、さらに Cu: 1.0% 以下を含有することを特徴とする。

【0013】請求項 6 による成形性および塗装焼付硬化性に優れたアルミニウム合金板は、請求項 1 または 2 において、アルミニウム合金板が、さらに Mn: 0.3% 以下、Cr: 0.3% 以下、V: 0.2% 以下、Zr: 0.15 以下のうちの 1 種以上を含有することを特徴とする。

【0014】請求項 7 による成形性および塗装焼付硬化

性に優れたアルミニウム合金板は、請求項1～6のいずれかにおいて、アルミニウム合金板が、さらにTi: 0.1%以下、B: 50ppm以下のうちの少なくとも1種を含有することを特徴とする。

【0015】請求項8による成形性および塗装焼付硬化性に優れたアルミニウム合金板の製造方法は、請求項1～7のいずれかに記載のアルミニウム合金板の製造方法であって、請求項1～7のいずれかに記載の組成を有するアルミニウム合金の鋳塊を、450℃以上の温度で均質化処理後、100℃/h以上の冷却速度で350～500℃の温度範囲の所定の温度まで冷却し、該所定の温度で圧延を開始する熱間圧延を行い、さらに冷間圧延した後、500℃以上の温度で溶体化処理、焼入れを行うことを特徴とする。

【0016】請求項9による成形性および塗装焼付硬化性に優れたアルミニウム合金板の製造方法は、請求項1～7のいずれかに記載のアルミニウム合金板の製造方法であって、請求項1～7のいずれかに記載の組成を有するアルミニウム合金の鋳塊を、450℃以上の温度で均質化処理後、常温～350℃未満の温度まで冷却し、該冷却において350℃までを100℃/h以上の冷却速度で冷却し、ついで350～500℃の温度に再加熱して圧延を開始する熱間圧延を行い、さらに冷間圧延した後、500℃以上の温度で溶体化処理、焼入れを行うことを特徴とする。

【0017】請求項10による成形性および塗装焼付硬化性に優れたアルミニウム合金板の製造方法は、請求項8または9において、溶体化処理後、120℃までを5℃/s以上の冷却速度で冷却する焼入れを行い、焼入れ後60分以内に、40～120℃の温度で50h以内の熱処理を行うことを特徴とする。

【0018】

【発明の実施の形態】本発明は、基本的にはT4調質（溶体化処理、焼入れ、常温時効）で使用する6000系アルミニウム合金に関するものであり、まず、本発明における含有成分の意義および限定理由について説明すると、Siは、Mgと共存してMg-Si系化合物を形成して強度を向上させるとともに、高い塗装焼付硬化性を与えるよう機能する。Siの好ましい含有範囲は0.5～1.5%であり、0.5%未満では塗装焼付時の加熱で十分な強度が得られず、さらに成形性を低下させることもあり、1.5%を越えて含有すると、耐力は高くなって成形性および形状凍結性が低下し、塗装後の耐食性も劣化する。Siのさらに好ましい含有量は0.6～1.3%、最も好ましい含有量は0.8～1.2%の範囲である。

【0019】Mgは、Siと共存してMg-Si系化合物を形成して強度を向上させる。Mgの好ましい含有量は0.2～1.0%の範囲であり、0.2%未満では塗装焼付時の加熱で十分な強度が得られず、1.0%を越

えると、溶体化処理後、最終熱処理後の耐力が高くなり、成形性および形状凍結性が低下する。Mgのさらに好ましい含有範囲は0.3～0.8%、最も好ましい含有範囲は0.4～0.7%である。

【0020】Znは、表面処理性を改善するよう機能する。好ましい含有量は0.1～0.3%の範囲である。0.1%未満ではその効果が十分でなく、0.3%を越えると素材および塗装後の耐食性が低下する。Zn 0.1～0.3%を含有する場合には、Siは0.8～1.2%、Mgは0.4～0.7%の範囲とするのがさらに好ましい。

【0021】Cu、Mn、Cr、V、Zrは、強度の向上、結晶粒微細化による成形加工時の肌荒れ防止に機能する。好ましい含有量は、Cu: 1.0%以下、Mn: 0.3%以下、Cr: 0.3%以下、V: 0.2%以下、Zr: 0.15%以下の範囲であり、それぞれ上記の範囲を越えると、粗大な金属間化合物が生成して成形性が低下する。さらに好ましい含有範囲は、Mn: 0.05～0.15%、Cr: 0.05～0.15%、V: 0.05～0.15%、Zr: 0.05～0.12%である。Cuについては、成形性の観点からは0.3～1.0%、耐食性が重視される場合には0.1%以下が好ましい。

【0022】TiおよびBは、鋳造組織を微細化して、成形性を向上させるよう機能する。好ましい含有量は、Ti: 0.1%以下、B: 50ppm以下の範囲であり、それぞれ上記の範囲を越えて含有されると、粗大な金属間化合物が増加して成形性が低下する。なお、0.5%以下、好ましくは0.3%以下のFe含有は本発明の効果に影響を与えることはない。

【0023】つぎに、本発明によるアルミニウム合金板の製造方法について説明する。前記の組成を有するアルミニウム合金を、例えば、通常のDC鋳造によって造塊し、得られた鋳塊について均質化処理を行う。均質化処理温度は450℃以上の温度で行うのが好ましい。450℃未満では、鋳塊偏析の除去、均質化が十分でなく、また強度を向上させるMg-Si系化合物の固溶が不十分となり、成形性が低下することがある。

【0024】均質化処理後の冷却速度が遅いと、Mg-Si系化合物が析出、凝集するため、この化合物を溶入させるための溶体化処理に長時間を要し、作業効率を低下させる。均質化処理後の冷却速度を制御することにより、溶体化処理時間を短縮することが可能となり、Mg-Si系化合物の好ましい析出状態を有する組織が得られ、曲げ加工性の向上が達成され、溶体化処理、焼入れ後の室温時効によって耐力が高められ耐力が140MPaを越えた場合においても、10%引張変形後における180°曲げ加工における内側限界曲げ半径が0.5mm以下の成形性が得られる。

【0025】そのためには、均質化処理後、鋳塊を冷却

して、350～500℃の温度内の所定の温度になった時点で熱間圧延を開始する場合には、均質化処理温度から熱間圧延の開始温度までを100℃/h以上の冷却速度で冷却して熱間圧延を開始する。また、均質化処理後、鋳塊を常温～350℃未満の温度まで冷却した後、350～500℃に再加熱して熱間圧延を開始する場合は、少なくとも均質化処理温度から350℃までは100℃/h以上の冷却速度で冷却する。冷却速度が100℃/h未満では、曲げ加工性の向上を達成し得る好ましい析出状態が得られない。冷却設備などを考慮して、1000～1000℃/hの冷却速度に制御するのが好ましい。なお、通常工程における鋳塊の均質化処理後の冷却速度は30℃/h以下である。

【0026】熱間圧延は、350～500℃の温度で開始するのが好ましい。350℃未満では変形抵抗が大きくなり圧延能率が低下する。500℃を越える温度で圧延すると、圧延中に結晶粒の粗大化が生じリジニングマークが発生し易くなる。変形抵抗、加工組織の点から、熱間圧延は380～450℃の温度で開始するのがさらに好ましい。

【0027】熱間圧延後、必要に応じて中間焼鈍を挟みながら、所定厚さまで冷間圧延を行い、その後、溶体化処理、焼入れを行う。好ましい溶体化処理温度は500℃以上の温度であり、500℃未満では、Mg-Si系化合物の固溶が不十分となり、十分な強度、成形性が得られず、あるいは、必要な強度、成形性を得るために、きわめて長時間の溶体化処理が必要となるため工業上好ましくない。

【0028】溶体化処理後の焼入れは、120℃までを5℃/s以上、さらに好ましくは10℃/s以上の冷却速度で冷却するのが好ましい。焼入速度が遅い場合には、溶質元素の析出が生じ、強度特性、塗装焼付硬化性、成形性が劣化するとともに耐食性が低下する。

【0029】最終熱処理として、焼入れ後60分以内に、40～120℃の温度に50h以内の時間加熱する熱処理を行うことができ、この最終熱処理により塗装焼付硬化性の向上が得られる。40℃未満の温度では、塗装焼付硬化性の向上が十分でなく、120℃を越える温度または50hを越える時間では、成形性や塗装焼付硬化性が低下することがある。

【0030】なお、従来の6000系アルミニウム合金においても、溶体化処理、焼入れ後の最終熱処理によって塗装焼付硬化性を向上させることが行われているが、本発明においては、均質化処理後の冷却速度を100℃/h以上とすることにより溶体化処理時の溶質元素の固溶が促進されて、従来の6000系アルミニウム合金において最終熱処理を行った場合より、塗装焼付硬化性の改善効果が大きくなる。

【0031】本発明においては、溶体化処理、焼入れ後、または焼入れ後に常温時効を行った後（T4調質）

において、Mg-Si系化合物の最大径が10μm以下、2～10μm径の化合物の数が1000個/mm²以下とする組織性状をそなえることにより、成形性、塗装焼付硬化性が改善され、室温時効により耐力が140MPaを越えた場合においても、10%引張変形後の180°曲げ加工における内側限界曲げ半径が0.5mm以下の成形性を確実に維持することができ、フラットヘム加工可能な材料となる。

【0032】

【実施例】以下、本発明の実施例を比較例と対比して説明するとともに、それに基づいてその効果を実証する。なお、これらの実施例は、本発明の好ましい一実施態様を説明するためのものであって、これにより本発明が制限されるものではない。

【0033】実施例1

DC鋳造法により表1に示す組成を有するアルミニウム合金を造塊し、得られた鋳塊を540℃の温度で6h均質化処理し、300℃/hの冷却速度で室温まで冷却した。ついで、この鋳塊を400℃の温度に再加熱して、この温度で熱間圧延を開始して厚さ4.0mmまで圧延し、さらに冷間圧延を経て厚さ1mmとした。

【0034】得られた冷間圧延板について、540℃の温度で5sの溶体化処理を施した後、120℃の温度まで30℃/sの冷却速度で焼入れを行い、焼入れ後5分後に、100℃で3hの熱処理を行った。

【0035】得られた最終熱処理板を試験材として、以下の方法によって、最終熱処理から10日後の引張特性、成形性、耐食性、塗装焼付硬化性を評価し、Mg-Si系化合物の最大径、2～10μm径の化合物の数を計測した。また、引張特性、成形性のうち限界曲げ半径については、最終熱処理から4か月後においても評価した。結果を表2～3に示す。

【0036】引張特性：引張試験を行い、引張強さ（ σ_{t} ）、耐力（ $\sigma_{\text{0.2}}$ ）、伸び（ δ ）を測定する。

成形性：エリクセン試験（EV）を行い、成形高さが10mmに達しないものを不合格とする。また、ヘム加工性の評価のために、10%引張予歪後の限界曲げ半径を測定する180°曲げ試験を行い、内側限界曲げ半径が0.5mm以下を合格とする。

【0037】耐食性：試験材について、市販の化成処理液でリン酸亜鉛処理および電着塗装を行い、アルミニウムの素地に達するクロスカットを施して、JIS Z 2371に従って塩水噴霧試験を24時間行い、その後、50℃～95%の湿潤雰囲気中に1か月放置した後、クロスカット部から発生する最大糸錆長さを測定し、最大糸錆長さ4mm以下のものを合格とした。

塗装焼付硬化性（BH性）：2%の引張変形を施し、170℃で20分の加熱処理（BH）を行ったのちの耐力（ σ_{t} ）を測定し、耐力が200MPa以上のものを合格とする。

【0038】Mg-Si系化合物の計測：光学顕微鏡観察により化合物の最大径を計測し、2～10 μ m径の化合物の分布については、画像解析装置を用い、1ピクセル＝0.25 μ mの条件で合計1平方ミリメートル（1mm²）の範囲を調査した。Al-Fe系化合物との区別は、化合物の明暗により行い、予め点分析で化合物粒*

*子を確認して、Al-Fe系化合物が検出されずMg-Si系化合物が検出されるレベルに検出条件を選定した。

【0039】

【表1】

合金	組成(mass %)										
	Si	Mg	Cu	Mn	Cr	V	Zr	Fe	Zn	Ti	B
A	1.0	0.5	—	—	—	—	—	0.17	0.02	0.02	5
B	0.8	0.6	0.02	0.08	—	—	—	0.17	0.02	0.02	5
C	1.1	0.5	0.01	0.08	—	—	—	0.17	0.02	0.02	5
D	1.0	0.6	0.7	0.1	—	—	—	0.17	0.02	0.02	5
E	1.2	0.4	0.01	—	0.1	—	—	0.17	0.02	0.02	5
F	1.1	0.5	0.01	0.15	—	0.12	—	0.13	0.04	0.02	5
G	1.1	0.5	0.4	0.07	—	—	0.08	0.15	0.03	0.02	5

《表注》Bはppm

【0040】

【表2】

試験材	合金	引張特性			成形性		耐食性	BH性
		σ_1	$\sigma_{0.2}$	δ	EV	内側限界曲げ半径	最大糸鋸長さ	BH後 $\sigma_{0.2}$
		MPa	MPa	%	mm	mm	mm	MPa
1	A	242	125	31	10.8	0.1	0	211
2	B	245	131	30	10.4	0.2	1.5	220
3	C	243	127	32	10.6	0.1	0.5	214
4	D	274	134	31	10.5	0.2	3.5	221
5	E	257	135	32	10.6	0.2	1.0	217
6	F	259	132	30	10.2	0.3	1.0	208
7	G	268	136	30	10.3	0.2	2.5	223

【0041】

【表3】

試験材	合金	Mg-Si 系化合物の最大径 μm	2 ～ 10 μm 径の化合物 の個数 個/ mm^2	4 か月室温時効 後の特性	
				$\sigma_{0.2}$ MPa	内側限 界曲げ 半径 mm
1	A	6	550	143	0.2
2	B	8	800	147	0.3
3	C	6	650	142	0.2
4	D	9	720	150	0.3
5	E	5	580	152	0.4
6	F	5	520	151	0.4
7	G	6	600	155	0.3

【0042】表2～3にみられるように、本発明の条件に従う試験材No. 1～7はいずれも、BH性の評価において200MPaを越える優れたBH性を示し、成形性についてもEVでの成形高さは10mmを越え、内側*

* 限界曲げ半径も0.5mm以下であり、良好な成形性をそなえている。また、最大糸鋸長さも4mm以下で優れた耐食性を示す。

【0043】比較例1

DC鋳造法により表4に示す組成を有するアルミニウム合金を造塊し、得られた鋳塊を実施例1と同一の工程で処理し、厚さ1mmの冷間圧延板とし、得られた冷間圧延板について、実施例1と同一条件の溶体化処理、焼入れを行い、焼入れ後5分後に、100℃で3hの熱処理を行った。

【0044】得られた最終熱処理板を試験材として、実施例1と同一の方法によって、最終熱処理から10日後の引張特性、成形性、耐食性、塗装焼付硬化性を評価し、Mg-Si系化合物の最大径、2～10 μm 径の化合物の数を計測した。また、引張特性、成形性のうち内側限界曲げ半径については、最終熱処理から4か月後においても評価した。結果を表5～6に示す。

【0045】

【表4】

合金	組 成 (mass %)										
	Si	Mg	Cu	Mn	Cr	V	Zr	Fe	Zn	Ti	B
H	0.3	0.6	0.01	0.05	0.01	—	—	0.20	0.03	0.02	5
I	1.9	0.6	0.01	0.05	0.01	—	—	0.20	0.03	0.02	5
J	1.1	0.1	0.01	0.05	0.01	—	—	0.20	0.03	0.02	5
K	1.1	1.4	0.01	0.05	0.01	—	—	0.20	0.03	0.02	5
L	1.1	0.5	1.5	0.05	0.01	—	—	0.20	0.03	0.02	5
M	1.1	0.5	0.02	0.5	0.01	—	—	0.20	0.03	0.02	5
N	1.1	0.5	0.02	0.02	0.4	—	—	0.20	0.03	0.02	5
O	1.1	0.5	0.02	0.02	0.01	0.4	—	0.20	0.03	0.02	5
P	1.1	0.5	0.02	0.02	0.01	—	0.3	0.20	0.03	0.02	5

《表注》Bはppm

【0046】

【表5】

試験材	合金	引張特性			成形性		耐食性	BH性
		σ_s	$\sigma_{0.2}$	δ	EV	内側限界曲げ半径	最大糸錆長さ	BH後 $\sigma_{0.2}$
		MPa	MPa	%	mm	mm	mm	MPa
8	H	163	70	30	10.7	0	0.5	125
9	I	265	139	31	10.5	0.5	1.0	224
10	J	157	65	32	10.8	0	1.5	118
11	K	280	141	29	10.2	0.6	1.0	229
12	L	294	132	30	10.6	0.4	5.0	228
13	M	247	130	28	9.7	0.6	1.0	217
14	N	246	128	29	9.6	0.4	1.0	214
15	O	247	129	28	9.8	0.5	1.0	212
16	P	245	132	27	9.5	0.7	1.5	213

【0047】

【表6】

試験材	合金	Mg-Si系化合物の最大径 μm	2～10 μm 径の化合物の個数 個/ mm^2	4カ月室温時効後の特性	
				$\sigma_{0.2}$ MPa	内側限界曲げ半径 mm
8	H	4	300	85	0
9	I	15	1350	158	0.7
10	J	3	260	79	0
11	K	18	2430	159	0.7
12	L	9	880	154	0.5
13	M	12	1250	146	0.7
14	N	8	940	143	0.5
15	O	12	1120	146	0.6
16	P	14	1290	148	0.7

【0048】表5～6に示すように、試験材No. 8はSi量が少なく、試験材No. 10はMg量が少ないため、いずれもBH性が劣る。試験材No. 9はSiが多く、試験材No. 11はMgが多いため、いずれも曲げ加工性が劣化している。試験材No. 12はCu量が多いため耐糸錆性が劣り、試験材No. 13～16は、それぞれMn量、Cr量、V量、Zr量が多いため、EVの成形高さが小さく、曲げ加工性も十分でない。

【0049】実施例2、比較例2

* 実施例1の合金No. AおよびCの鋳塊を用い、540℃で8hの均質化処理後、表7に示す条件で冷却、熱間圧延を行って厚さ4.5mmとし、1mm厚さまで冷間圧延した後、表7に示す条件で溶体化処理を施し、ついで120℃まで15℃/sの冷却速度で冷却する焼入れを行い、焼入れ10分後に、90℃で5hの最終熱処理を加えた。なお、均質化処理後、熱間圧延温度まで冷却し、そのまま熱間圧延を開始した。

【0050】得られた最終熱処理板を試験材として、実施例1と同一の方法によって、最終熱処理から10日後の引張特性、成形性、耐食性、塗装焼付硬化性を評価し、Mg-Si系化合物の最大径、2～10 μm 径の化合物の数を計測した。また、引張特性、成形性のうち限界曲げ半径については、最終熱処理から4か月後においても評価した。さらに、圧延方向に対して90°方向に10%の引張変形を与えた後、電着塗装を行って、リジニングマークの発生の有無を目視により観察した。結果を表8～9に示す。

【0051】

【表7】

40

* 50

【表 8】

試験材	合金	均質化処理後の冷却速度 ℃/h	熱間圧延開始温度 ℃	溶体化処理条件 温度-時間 (℃) (s)
17	A	150	370	550-3
18	A	800	450	520-5
19	C	200	400	530-7
20	C	600	440	550-5
21	C	2000	470	560-3
22	A	30	420	550-3
23	A	70	400	550-3
24	A	200	550	520-7
25	C	150	410	450-3
26	C	20	450	520-5

【0052】

試験材	合金	引張特性			成形性			耐食性	BH性
		σ_s	$\sigma_{0.2}$	δ	EV	内側限界曲げ半径	リジニングマーク発生の有無	最大糸錆長さ	BH後 $\sigma_{0.2}$
		MPa	MPa	%	mm	mm		mm	MPa
17	A	243	123	30	10.7	0.1	無し	1.0	210
18	A	248	126	31	10.6	0	無し	1.5	218
19	C	244	125	31	10.5	0	無し	0.5	215
20	C	249	127	30	10.4	0	無し	0.5	216
21	C	252	129	31	10.5	0.1	無し	0.5	215
22	A	195	80	30	10.8	0	無し	1.0	180
23	A	207	92	30	10.7	0	無し	1.0	188
24	A	245	127	31	10.5	0.2	有り	0.5	220
25	C	201	92	32	10.5	0	無し	2.0	162
26	C	210	105	31	10.7	0	無し	1.5	185

【0053】

【表 9】

試験材	合金	Mg-Si系化合物の最大径 μm	2～10 μm 径の化合物の個数 個/ mm^2	4カ月室温時効後の特性	
				$\sigma_{0.2}$ MPa	内側限界曲げ半径 mm
17	A	8	470	141	0.2
18	A	7	630	143	0.1
19	C	6	570	142	0
20	C	6	660	142	0.1
21	C	6	750	142	0.1
22	A	22	1800	97	0
23	A	17	1520	108	0
24	A	8	1360	146	0.3
25	C	15	2520	106	0
26	C	26	2400	127	0

【0054】表8～9に示すように、本発明に従う試験材No. 17～21は、優れた引張強度、BH性、成形性、耐食性を示し、室温時効4か月後も良好な曲げ加工性を維持している。一方、試験材No. 22、No. 23、No. 26は均質化処理後の冷却速度が小さいため*

* 引張強度が低く、BH性も劣っている。試験材No. 24は熱間圧延温度が高いため、熱間圧延時の組織成長に起因してリジグマークが発生した。試験材No. 25は溶体化処理温度が低いため、引張強度が低く、BH性も劣っている。

【0055】実施例3、比較例3

DC casting法により表10に示す組成を有するアルミニウム合金を造塊し、得られた鋳塊を540℃の温度で6h均質化処理し、300℃/hの冷却速度で室温まで冷却した。ついで、この鋳塊を400℃の温度に再加熱して、この温度で熱間圧延を開始して厚さ4.0mmまで圧延し、さらに冷間圧延を経て厚さ1mmとした。

【0056】得られた冷間圧延板について、540℃の温度で5sの溶体化処理を施した後、120℃の温度まで30℃/sの冷却速度で焼入れを行い、焼入れ後5分後に、90℃で3hの熱処理を行った。

【0057】得られた最終熱処理板を試験材として、実施例1と同一の方法によって、最終熱処理から10日後の引張特性、成形性、耐食性、塗装焼付硬化性を評価し、Mg-Si系化合物の最大径、2～10 μm 径の化合物の数を計測した。また、引張特性、成形性のうち限界曲げ半径については、最終熱処理から4か月後においても評価した。結果を表11～12に示す。

【0058】

【表10】

合金	組成(mass %)										
	Si	Mg	Zn	Cu	Mn	Cr	V	Zr	Fe	Ti	B
a	1.0	0.5	0.18	—	—	—	—	—	0.17	0.02	5
b	0.9	0.6	0.28	—	—	—	—	—	0.17	0.02	5
c	1.1	0.45	0.2	0.01	0.01	—	—	—	0.14	0.02	5
d	1.0	0.5	0.15	0.03	0.04	0.1	—	—	0.15	0.02	5
e	1.1	0.6	0.2	0.02	0.03	—	0.1	—	0.17	0.02	5
f	1.2	0.7	0.25	0.01	0.05	0.2	—	0.08	0.14	0.02	5
g	0.3	0.6	0.2	0.02	0.08	—	—	—	0.16	0.02	5
h	1.6	0.6	0.2	0.02	0.07	—	—	—	0.16	0.02	5
i	1.1	0.1	0.2	0.01	0.15	—	—	—	0.16	0.02	5
j	1.1	1.4	0.2	0.01	0.08	—	—	—	0.16	0.02	5
k	1.1	0.5	0.04	0.02	—	—	—	—	0.16	0.02	5
l	1.1	0.5	0.6	0.01	0.10	0.1	—	—	0.16	0.02	5
m	1.1	0.5	0.2	0.02	0.07	—	—	—	0.5	0.02	5

《表注》Bはppm

【0059】

【表11】

試験材	合金	引張特性			成形性		耐食性	BH性
		σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ	EV	内側限界曲げ半径	最大糸鋸長さ	BH後 $\sigma_{0.2}$
		MPa	MPa	%	mm	mm	mm	MPa
27	a	243	124	30	10.8	0	0.5	208
28	b	247	126	30	10.6	0.1	1.5	210
29	c	246	128	31	10.8	0	1.0	213
30	d	247	125	31	10.6	0	1.5	209
31	e	249	127	30	10.6	0.1	1.5	211
32	f	251	129	29	10.5	0.2	1.5	214
33	g	186	75	31	10.8	0	0	149
34	h	254	137	30	10.9	0.3	1.0	216
35	i	182	77	32	11	0	1	172
36	j	280	142	29	10.2	0.6	1.0	229
37	k	245	128	30	10.4	0	2.0	215
38	l	247	132	29	10.6	0	3.0	218
39	m	252	134	28	9.4	0.4	1.5	221

【0060】

【表12】

試験材	合金	Mg-Si系化合物の最大径 μm	2～10 μm 径の化合物の個数 個/ mm^2	4カ月室温時効後の特性	
				$\sigma_{0.2}$ MPa	内側限界曲げ半径 mm
27	a	8	560	142	0.1
28	b	9	820	144	0.2
29	c	7	540	145	0.1
30	d	8	810	145	0.1
31	e	8	820	144	0.1
32	f	9	830	146	0.2
33	g	6	380	93	0
34	h	12	890	156	0.5
35	i	5	250	94	0
36	j	18	2430	158	0.7
37	k	8	710	144	0.1
38	l	7	860	150	0.2
39	m	8	1140	150	0.5

【0061】表11～12にみられるように、本発明に
 50 従う試験材No. 27～32はいずれも、BH性の評価

において200MPaを越える優れたBH性を示し、成形性についてもEVでの成形高さは10mmを越え、内側限界曲げ半径も0.2mm以下であり、良好な成形性をそなえている。また、最大糸鋸長さも2mm以下で優れた耐食性を示す。

【0062】これに対して、試験材No. 33はSi量が少なく、試験材No. 35はMg量が少ないため、いずれもBH性が劣る。試験材No. 34はSi量が多く、試験材No. 36はMg量が多いため、いずれも曲げ加工性が低下する。試験材No. 37はZn量が少なく、試験材No. 38はZn量が多いため、いずれも耐糸鋸性が劣る。試験材No. 39はFe量が多いため、EVの成形高さが小さく、曲げ加工性も十分でない。

【0063】実施例4、比較例4

実施例3の合金No. aの鋳塊を用い、540℃の温度で5h均質化処理後、表13に示す条件で冷却、熱間圧延を行って厚さ5.0mmとし、1.0mm厚さまで冷却圧延した後、表13に示す条件で溶体化処理を施し、ついで120℃まで150℃/sの冷却速度で冷却する焼入れを行い、焼入れ5分後に、80℃で2hの最終熱処理を加えた。なお、均質化処理後、熱間圧延温度まで冷却し、そのまま熱間圧延を開始した。

【0064】得られた最終熱処理板を試験材として、実施例1と同一の方法によって、最終熱処理から10日後の引張特性、成形性、耐食性、塗装焼付硬化性を評価し、Mg-Si系化合物の最大径、2~10μm径の化*

* 化合物の数を計測した。また、引張特性、成形性のうち限界曲げ半径については、最終熱処理から4か月後においても評価した。さらに、圧延方向に対して90°方向に10%の引張変形を与えた後、電着塗装を行って、リジニングマークの発生の有無を目視により観察した。結果を表14~15に示す。

【0065】

【表13】

試験材	合金	均質化処理後の冷却速度 ℃/h	熱間圧延開始温度 ℃	溶体化処理条件 温度-時間 (℃) (s)
40	a	300	400	550-5
41	a	200	470	530-10
42	a	600	440	540-10
43	a	40	450	550-5
44	a	300	540	520-10
45	a	250	420	450-10

【0066】

【表14】

試験材	合金	引張特性			成形性			耐食性	BH性
		σ_1 MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %	EV mm	内側限界曲げ半径 mm	リジニングマーク発生の有無	最大糸鋸長さ mm	BH後 $\sigma_{0.2}$ MPa
40	a	245	125	30	10.7	0	無し	0.5	207
41	a	240	124	31	10.8	0	無し	1.0	208
42	a	247	128	30	10.7	0	無し	1.0	207
43	a	205	97	30	10.8	0	無し	1.0	175
44	a	248	129	31	10.5	0.1	有り	0.5	209
45	a	195	84	31	11.0	0	無し	0.5	162

【0067】

【表15】

試験材	合金	Mg-Si 系化合物の最大径 μm	2 ～ 10 μm 径の化合物の個数 個/ mm^2	4カ月室温時効後の特性	
				$\sigma_{0.2}$ MPa	内側限界曲げ半径 mm
40	a	7	620	141	0.1
41	a	8	750	140	0.1
42	a	7	580	144	0.1
43	a	15	1360	111	0
44	a	7	1550	146	0.2
45	a	18	2420	97	0

【0068】表14～15に示すように、本発明に従う試験材No. 40～42は、優れた引張強度、BH性、*

* 成形性、耐食性を示し、室温時効4か月後も良好な曲げ加工性を維持している。一方、試験材No. 43は均質化処理の冷却速度が小さいため引張強度が低く、BH性も劣っている。試験材No. 44は熱間圧延温度が高いため、熱間圧延時の組織成長に起因してリジングマークが発生した。試験材No. 45は溶体化処理温度が低いいため引張強度が低く、BH性も劣っている。

【0069】

【発明の効果】本発明によれば、フラットヘム加工が可能な優れた成形性をそなえ、成形後に肌荒れやリジングマークを生じることがなく、形状凍結性と耐デント性とを両立させる優れた塗装焼付硬化性を有し、さらに耐食性とともに耐糸錆性にも優れたアルミニウム合金板およびその製造方法が提供される。当該アルミニウム合金板は、輸送機器部材、例えば自動車用フード、フェンダー、トランクリッド、ルーフ、ドアなどに好適に使用され、これら部材のゲージダウンを可能とする。

フロントページの続き

(51) Int. Cl.⁷

C 2 2 F 1/00

識別記号

6 3 0

6 3 1

6 8 2

6 8 3

6 8 5

6 8 6

6 9 1

6 9 2

6 9 4

F I

C 2 2 F 1/00

テマコード (参考)

6 3 0 K

6 3 1 Z

6 8 2

6 8 3

6 8 5 Z

6 8 6 A

6 8 6 B

6 9 1 B

6 9 2 A

6 9 2 B

6 9 4 B

(72) 発明者 小関 好和

東京都港区新橋5丁目11番3号 住友軽金属工業株式会社内

※ (72) 発明者 古山 努

東京都港区新橋5丁目11番3号 住友軽金属工業株式会社内

※